

DISEÑO DE TRATAMIENTO TÉRMICO PARA OPTIMIZAR LA APTITUD DE PROCESADO DE CHAPAS DE ALEACIÓN DE ALUMINIO DE USO AEROSPAECIAL AA2195

DATOS DE LOS AUTORES DEL TRABAJO

Lacoste, Juan(*),Calvanese, Juan Martín; Lambretch, Juan Cruz; Cozzarín; Ana Laura

(*)juan.lacoste@ing.unlp.edu.ar

ProInTec I&D - Departamento de Mecánica Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata (UNLP)

Calle 1 y 47, Tel: 423 – 6677/8 Interno 185

La Plata, Buenos Aires, Argentina

RESUMEN

En aplicaciones aeroespaciales resulta imprescindible la incorporación de materiales de altísimas prestaciones en términos de propiedades mecánicas que cuenten con el menor peso posible. Tal situación genera un escenario propicio para aleaciones no ferrosas como las de aluminio. Si bien existen diversas familias de aleaciones de aluminio, las correspondientes a la serie 2XXX tienen gran aplicación en esta área debido a su capacidad de aumentar sus propiedades mecánicas, no solo por trabajado mecánico, sino también a partir de tratamientos térmicos de precipitación. Particularmente, dentro de esta serie, las aleaciones de aluminio con agregado de litio (AA2195) presentan el plus de experimentar una reducción de densidad de 3% en peso por cada 1% en peso de agregado de éste elemento. A partir de esto se considera fundamental desarrollar la capacidad técnica y operativa de procesar este tipo de materiales para la fabricación de piezas estructurales en la industria aeroespacial. En el desarrollo de un proyecto integral, en el ProInTec I&D se confeccionan chapas de aleación de aluminio de alta resistencia AA2195 de 2,5 mm de espesor para ser unidas por el proceso de FSW. A partir de las tareas realizadas se han logrado obtener placas de dicha aleación para continuar su procesado. Luego de homogeneizar la aleación fundida se efectuaron recocidos de ablandamiento para facilitar el proceso de laminación posterior. Al trabajar en caliente las placas de AA2195 se observó la retencia del material a la deformación plástica. Cuando se observaron al microscopio muestras en esta última condición se encontró una fase en el interior de los granos con morfología acicular, la cual podría ser la que impidiese la sanidad en las muestras deformadas. Para eliminar esta problemática se ha diseñado un tratamiento térmico, tal que evite la formación de la fase encontrada y de esta forma, lograr la obtención de chapas de aleación AA2195 aptas para continuar la etapa de procesado. Como resultado de la aplicación de este nuevo tratamiento térmico, se ha logrado, desarrollar chapas de óptimo estado físico y buena terminación superficial para ser soldadas por FSW.

1.- INTRODUCCION

En las aleaciones de aluminio los elementos metálicos que proporcionan la reducción más grande de densidad son el litio (Li; 0,53 g/cm³), el calcio (Ca; 1,55 g/cm³), el magnesio (Mg; 1,74 g/cm³) y el berilio (Be; 1,85 g/cm³). El Litio tiene la particularidad que además de ser la adición más eficaz para reducir la densidad (logra una reducción de la densidad del 3% en peso por cada 1 % de peso de Li)

presenta características de endurecimiento por precipitación deseables. Además, el módulo de elasticidad del Aluminio puro se incrementa aproximadamente un 6% en cada adición de 1% en peso de Li. Al desarrollar las aleaciones de alta resistencia para ser utilizadas en fuselajes, el Litio fue la primera opción como un elemento de aleación debido a que tanto la reducción en la densidad como el aumento del módulo colaboran para reducir el peso [1].

En función del porcentaje y características de los elementos que componen la aleación AA2195 existe la generación de segundas fases que dificultan la capacidad del material de asimilar la deformación y consecuentemente, se limita la viabilidad de obtener piezas sanas en todo su volumen y de buena terminación superficial por deformación plástica.

Este tipo de aleaciones no se desarrollan comercialmente en Argentina. En el grupo de investigación ProInTec I&D de la Facultad de Ingeniería de la UNLP se trabaja en el desarrollo de aleaciones de aluminio de alta resistencia. Actualmente se centra la atención en la aleación AA2195, y con el fin de procesarla para la obtención de chapas para luego ser unidas por el proceso de FSW se realizó un estudio de las condiciones en recocido total para obtener un material más susceptible de ser deformado plásticamente. Al efectuar este tratamiento se encontró que el material presenta una gran cantidad de fase interdendrítica y en su interior una fase con forma de estructura acicular, cuestiones que no favorecen la deformación plástica de los materiales metálicos, dado que son concentradores de tensiones. Por ello se trabajó en un tratamiento térmico alternativo obteniendo el resultado buscado.

Las experiencias realizadas en el Laboratorio han partido desde la fusión de la aleación, dado que no sólo se cuenta con el equipamiento y los recursos humanos necesarios para realizar la fusión sino que al ser la aleación AA2195 estratégica en el desarrollo de los materiales no se consigue fácilmente en el mercado.

2.- METODOLOGIA

La metodología llevada a cabo en el presente trabajo se desarrolla principalmente en torno a las cuestiones experimentales efectuadas en el Laboratorio. En primera instancia se realizó la fusión de la aleación, luego se realizaron tratamientos térmicos y procesos de deformación plástica y frente a distintos comportamientos del material se efectuaron estudios a través de microscopía óptica y evaluación de propiedades mecánicas por medio de ensayos de dureza para

obtener las mejores condiciones para el trabajado mecánico del material, y lograr finalmente la obtención de una chapa de 2,5 mm de espesor para a futuro poder ser unidas por el proceso de FSW.

3.- DESARROLLO

En el presente apartado se indicará cronológicamente cada una de las experiencias y estudios efectuados para el desarrollo de la chapa final de la aleación AA2195.

3.1. Fusión de la aleación

El proceso de fusión de la aleación fue llevado a cabo a partir de los lineamientos establecidos por un procedimiento de colada redactado por quienes suscriben, el cual ha sido controlado celosamente. De esta manera, cada uno de los procesos de fusión que se han llevado a cabo es análogo a los practicados en experiencias anteriores, respetando pasos, tiempos, temperaturas, etc.

Los elementos aleantes utilizados para la obtención de la aleación han sido incorporados en estado puro (Cu, Li, Ag, Zr y Mg). Debido a que tanto el Mg como el Li tienen un poder de oxidación importante se calcularon en exceso para que al perder material en la oxidación se continúe dentro de los rangos establecidos para la aleación AA2195. Por otro lado al momento de incorporarlos bajo campana se barrió con gas inerte la superficie del metal fundido. Anteriormente a la colada la aleación fundida fue desgasificada para disminuir la porosidad resultante.

El método utilizado es la colada por surgencia, en este caso, se usó sólo un canal de alimentación, ya que el espesor de la placa no requería ataques adicionales, así mismo se implementó un montante de arena en la parte superior para disminuir la extracción calórica de la zona y que el último líquido en solidificar se encuentre dentro del montante. A continuación, en la Figura 1, se presenta una fotografía del plaquetero metálico abierto utilizado con una placa de aleación AA2195.



Figura 1: Plaquetero metálico abierto

Con el objetivo de conocer la composición química resultante del material, luego del procedimiento de colada, la placa obtenida fue expuesta a un análisis químico según el método de espectrometría por emisión por plasma (ASTM E 1097/03) y por absorción atómica (ASTM E 663/91 R97). De esta manera, se obtuvo el porcentaje de cada uno de los elementos químicos componentes de la aleación como se observa en la Tabla 1, contrastado con los porcentajes de aleante en la composición típica de la aleación AA2195.

Tabla 1: Composiciones químicas

Elemento	Placa ProInTec I&D	Típica AA2195
Cobre (Cu)	4,1	3,7 – 4,3
Litio (Li)	0,87	0,8 – 1,2
Magnesio (Mg)	0,64	0,25 – 0,8
Plata (Ag)	0,40	0,25 – 0,4
Zirconio (Zr)	0,14	0,08 – 0,16

3.2. Caracterización metalográfica del metal fundido

Con el fin de establecer la condición de partida desde el punto de vista microestructural de la placa, antes de comenzar con su procesado se generaron muestras metalográficas. A continuación se presentan los resultados obtenidos luego de realizar un anodizado en las muestras y observarlas al microscopio con luz

polarizada (Figura 2) y con ataque de reactivos Graff Reagent y Keller (Figura 3), ambas con 200x de aumentos.

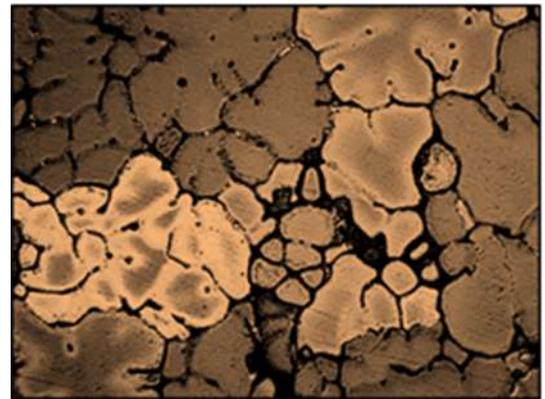


Figura 2 Muestra Anodizada 200x

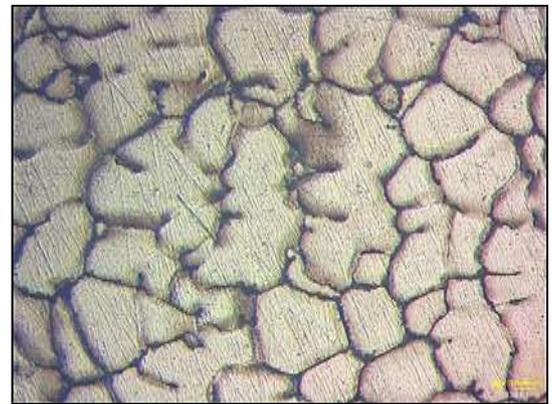


Figura 3: Muestra atacada con Graff Reagent y Keller 200x.

3.3. Tratamiento térmico de homogeneizado

Previamente a la laminación del material se procedió a efectuar sobre las muestras a deformar un tratamiento térmico de homogeneizado para conseguir la eliminación de las tensiones propias del producto fundido, un equilibrio de los granos segregados y una disolución de los constituyentes estructurales eutécticos en los bordes de los mismos.

Dado que el grupo ProInTec I&D se viene trabajando hace tiempo con estas familias de aleaciones de aluminio de alta resistencia se tomó la decisión de hacerle a las muestras un tratamiento térmico de homogeneizado para tener un material más susceptible a deformación plástica. El primer tratamiento térmico efectuado fue durante 20 horas a 480 °C. En la Figura 4 se

presenta la microestructura con ataque químico de Graff Reagent y Keller, en ella puede notarse un cambio sustancial de la microestructura, disolviendo parte de la fase que se encuentra en las zonas interdendríticas.

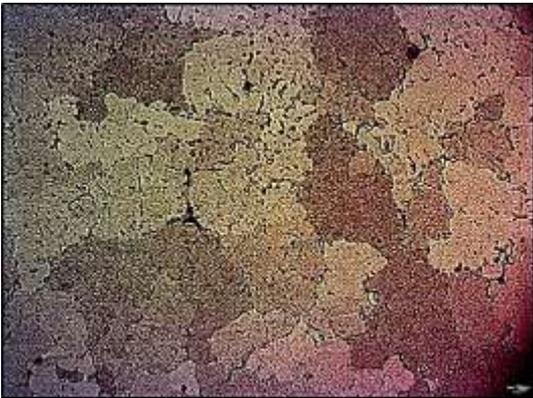
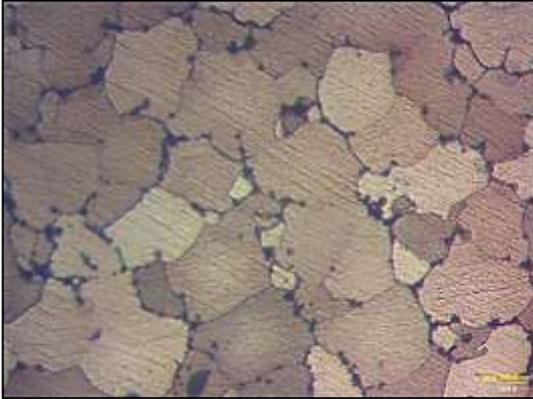


Figura 4: Muestras homogeneizadas y atacadas con Graff Reagent y Keller 200x.

3.4. Procesado del material

Previamente a iniciar el proceso de deformación plástica por medio de laminación se han mecanizado las placas con el objetivo de extraer la capa de material superficial irregular, producto de la colada. De esta manera, se dispone de una superficie sana apta para ser procesada sin influencias ajenas a la capacidad propia del material de ser trabajado.

El procesado de la muestra se ha iniciado con un espesor aproximado de 35 mm. Se realiza un proceso de laminación controlado a 440 °C. Entre pasada y pasada por la laminadora el material vuelve a colocarse en el horno para que siempre se realice la deformación plástica a la temperatura de trabajado seleccionada.

Posteriormente habiéndose alcanzado un porcentaje de reducción del 11,5 % se extrajo una muestra de la placa deformada con el objetivo de observar y analizar la condición microestructural del material en tal condición. Esta situación se expone en la Figura 5.

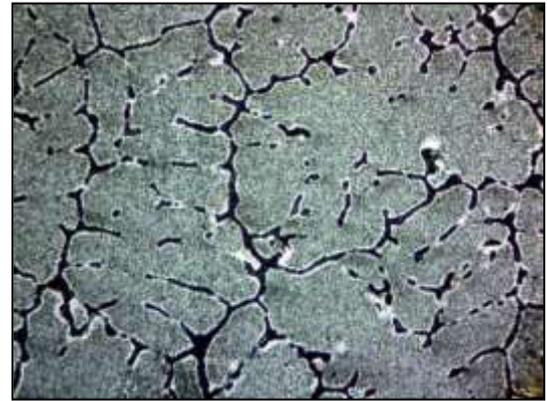


Figura 5: Muestra homogeneizada y laminada en caliente un 11,5%. Atacada con Graff Reagent y Keller. Aumento; 200x.

Como puede apreciarse en la imagen anterior, no existe aún para el porcentaje de deformación alcanzado una orientación microestructural importante que permita definir el sentido de laminación en caliente aplicado sobre el material.

Al continuar avanzando en la deformación del material comenzaron a generarse grietas que fueron profundizándose pasada tras pasada por el equipo hasta alcanzar un espesor de 29 mm en el que la condición física del material expone la incapacidad total de continuar asimilando la deformación plástica. Para continuar con los estudios del material se decidió partir de una condición diferente con un material más dúctil para ser más susceptible a la deformación plástica ya que resultaba imposible alcanzar el espesor de chapa deseado a través de este proceso.

3.5. Tratamiento térmico de recocido de ablandamiento

En función de buenos resultados obtenidos en estudios anteriores en aleaciones de aluminio de alta resistencia de la serie 2000 [2,3] se decidió hacer un nuevo tratamiento térmico a las muestras a procesar para mejorar su capacidad

de deformación plástica. Si bien estos estudios no contenían al Litio como aleante se decidió realizar las pruebas con el fin de comenzar estudios desde otra condición inicial.

A la segunda muestra analizada luego del homogeneizado anterior se le efectuó un recocido de ablandamiento o total. El recocido total sirve con frecuencia para conseguir una disgregación regular de elementos disueltos en estado de sobresaturación que influyen sobre el comportamiento de la recristalización y la trabajabilidad en caliente. El recocido de ablandamiento efectuado a la aleación con litio se realizó a 420 °C durante 3 horas con un enfriamiento a una velocidad menor a 30 °C/h hasta los 290 °C y luego se dejó enfriar en el horno hasta la temperatura ambiente, tardando para ello más de 12 horas. Se reitera que este estudio partió de investigaciones realizadas en el ProInTec I&D para las aleaciones 2219 y 2319.

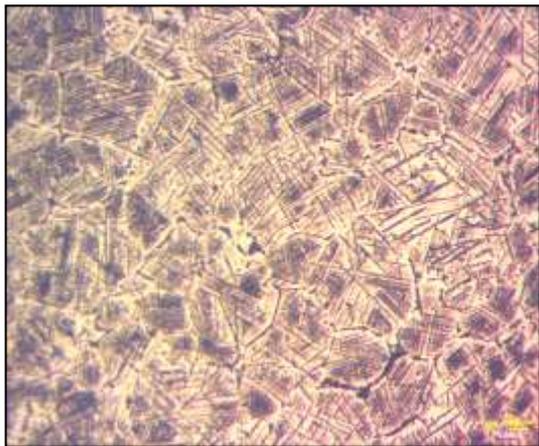
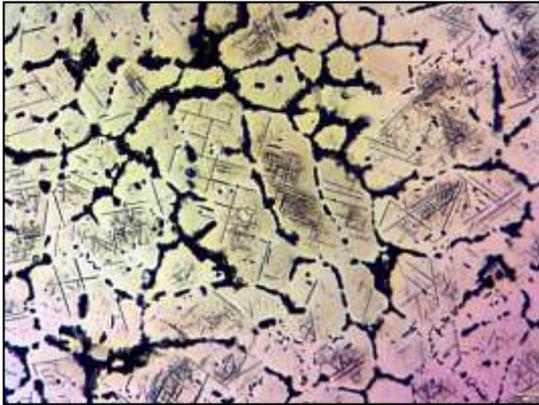


Figura 6: Muestras con recocido de ablandamiento. Ataque Graff Reagent y Keller Aumento: 200x.

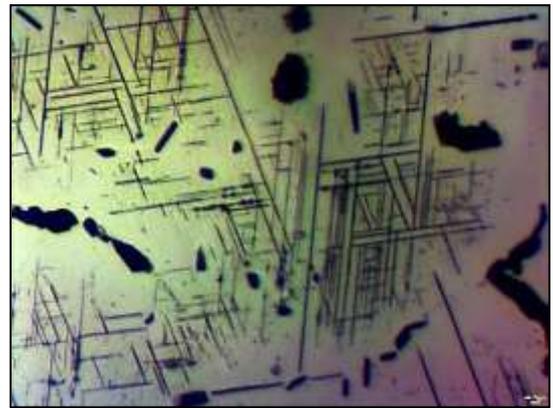
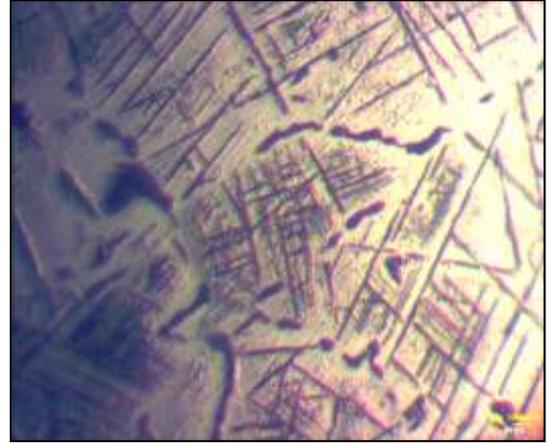


Figura 7: Muestras con recocido de ablandamiento. Ataque Graff Reagent y Keller Aumento: 800x.

En las micrografías anteriores puede notarse que el material analizado presenta una gran cantidad de fase interdendrítica y en su interior una fase con forma de estructura acicular.

Esta fase que se presenta en el interior de los granos, según bibliografía consultada [4], podría tratarse de Al_2CuLi (T1). Durante la solidificación esta fase aparece a partir de los 475 °C aproximadamente en los límites de grano y es ella la responsable del endurecimiento de la aleación en rangos bajos de temperatura ya que, luego de solubilizarse, precipita principalmente en temperaturas que van de 140 a 260 °C y con morfología en forma de placa. En estudios a temperaturas por debajo de los 120 °C no se aprecian signos de nucleación de la fase T1.

3.6. Procesado del material con recocido de ablandamiento

Partiendo del material en estado recocido de ablandamiento o total se comenzó una vez más el proceso de deformación plástica en caliente a través laminación, respetando el valor de temperatura de trabajo establecido para el material homogeneizado.

Una vez más, con el objetivo de evaluar netamente la influencia de la condición microestructural del material, se inició la deformación desde un espesor aproximado de 30 mm y contando también con la preparación superficial de la muestra, para evitar la influencia de la irregularidad propia de la condición de colada

La operación de laminado se llevó a cabo sin inconvenientes y una vez alcanzado un espesor de 16,9 mm, el cual representa un porcentaje de reducción del espesor del 44 %, se extrajo una muestra del material deformado con el objetivo de estudiar el efecto del proceso sobre la microestructura inicial y sus propiedades mecánicas.

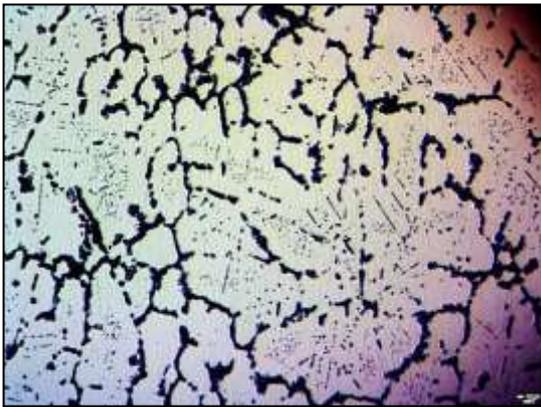


Figura 8: Material con recocido total deformado por laminación un 44 %. Ataque Graff Reagent y Keller Aumento: 200x.

Si bien en la micrografía anterior no se percibe una clara orientación según el sentido de laminación se puede apreciar un cambio considerable en términos de morfología y cantidad presente de la fase T1. Como se mencionó esta fase se desarrolla principalmente entre los 140 °C y 260 °C, por lo cual es de esperarse que a 440 °C (temperatura que se utiliza

para la deformación en caliente) la misma se disuelva.

Posteriormente, se continuó deformando el material, siempre respetando los parámetros operativos del equipo y la temperatura de trabajo. A medida que el porcentaje de deformación acumulado crecía comenzaron a generarse grietas y fisuras superficiales, pero en menor grado y menor incidencia que las presentes en el material homogeneizado con igual porcentaje de deformación.

Una vez alcanzado un espesor en la placa de 13,5 mm (55 % de deformación acumulada), se extrajo otra muestra para estudiar nuevamente su condición microestructural (ver Figura 9).



Figura 9: Material con recocido total deformado un 55 % por laminación en caliente. Ataque Graff Reagent y Keller. Aumento: 200x.

En este caso a diferencia de la microestructura presente en el material con un 44 % de deformación, puede apreciarse una clara orientación en la dirección de laminación. Al mismo tiempo con este fenómeno, resulta notable la disminución en la presencia de la fase T1, a tal punto, que resulta casi imperceptible a bajos aumentos.

Como se ha mencionado oportunamente, la acumulación de deformación y el aumento en la exigencia de la respuesta del material genera y profundiza permanentemente pequeñas grietas y fisuras superficiales. De todas maneras, hasta el porcentaje de deformación último mostrado no resultan críticas, por lo que se continuó deformando el material.

Así, el material ha sido deformado una vez más, respetando los parámetros iniciales, hasta alcanzar un espesor final de 4 mm, lo que se

corresponde con un porcentaje de deformación acumulada del 86 %. En esta instancia ya se percibía un importante escamado y agrietamiento, por lo que no se continuó deformando el material.

3.7. Modificación del recocido de ablandamiento

Por último se estudiaron muestras con tratamiento térmico de ablandamiento modificado. Las fases en forma acicular o Widmanstätten no favorecen la deformación plástica de los materiales metálicos, dado que las mismas son posibles concentradores de tensiones. Para probar que efecto tiene la fase encontrada en la deformación plástica se decidió realizar un recocido de ablandamiento similar al anterior pero con un temple en agua al llegar a los 290 °C. La intencionalidad de este temple fue inhibir la formación de la fase T1 dentro de los granos, esperando que estos, queden más susceptibles a la deformación plástica.

A continuación, se presenta una micrografía con 200x de aumento de una muestra atacada con Graff Reagent y Keller en la cual se percibe una disminución de la cantidad de fase que se encuentra dispuesta de manera interdendrítica y a su vez la fase T1 no se encuentra en forma de placa en el interior de los granos, estas condiciones podrían ser beneficiosas para el proceso de deformación plástica por laminación.



Figura 10: Material con recocido de ablandamiento modificado con ataque Graff Reagent y Keller. Aumento: 200x.

3.8. Procesado por laminación en caliente del material con recocido de ablandamiento modificado

Una vez iniciada la laminación de la nueva placa, se planteó extraer muestras en rangos de deformación similares con las extraídas en el caso anterior, para comparar de esta manera, fielmente el efecto de la variación incluida en el tratamiento térmico de recocido de ablandamiento.

La primera de las muestras tomadas de la placa se extrajo habiendo alcanzado un espesor de 16,7 mm, lo que representa un porcentaje de deformación 40,3 %, notándose en esta instancia una condición superficial de placa con un grado de sanidad superior al material deformado anteriormente en un porcentaje análogo.

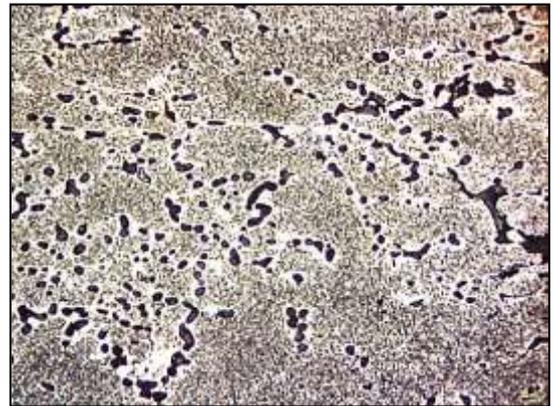


Figure 11: Material con recocido de ablandamiento modificado y una deformación plástica en caliente de 40,3 %. Ataque Graff Reagent y Keller Aumento: 200x.

En este caso, no existe aún, una clara orientación en la dirección de laminación, situación que se corresponde con el comportamiento expresado por el material con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento, para un similar porcentaje de deformación

Continuando con la deformación, se extrajo posteriormente una muestra de la placa laminada con un espesor de 11,6 mm, representando así, un porcentaje de reducción acumulado del 58,6 %, exponiendo el estado microestructural que se muestra en la siguiente imagen.

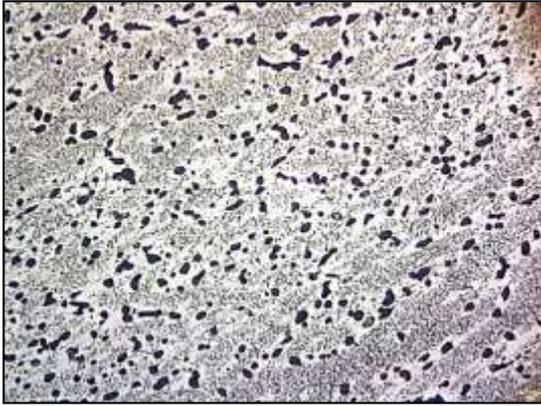


Figure 12: – Material con recocido de ablandamiento modificado y una deformación plástica en caliente de 58,6 %. Ataque Graff Reagent y Keller Aumento: 200x.

Para este porcentaje de deformación, como era de esperar, puede apreciarse una clara orientación de la microestructura en la dirección de laminación. Por otro lado, en términos macroscópicos, la superficie del material presenta una mayor cantidad de grietas y fisuras, lo que es esperable, aunque se mantiene siempre en un grado de daño sustancialmente menor al del material con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento para un comparable porcentaje de deformación.

Por último, se continuó deformando la porción de placa restante hasta alcanzar un espesor de 4 mm, obteniendo así un porcentaje de deformación de 85,7 %.

4. RESULTADOS DE LA DEFORMACIÓN PLÁSTICA

Es evidente la diferencia encontrada entre las tres microestructuras de base y es por ello, esperable una respuesta sustancialmente diferente en las deformaciones plásticas realizadas. Como se mencionó la placa homogeneizada no llegó al espesor final de 4 mm por lo que en este apartado sólo se compararán las placas con recocido total y recocido modificado. Se destaca que si bien el objetivo deseado final es de 2,5 mm no era aceptable desde el punto de la sanidad de la pieza con el tratamiento térmico de recocido total por ello para el presente trabajo se realiza la comparativa con el espesor último de la pieza en

peor condición sabiendo que con el tratamiento térmico modificado se puede continuar el procesado hasta alcanzar el espesor de 2,5 mm.



Figura 13 – Micrografía de la muestra con recocido de ablandamiento laminada en caliente con un 86 % de deformación acumulada 200x.



Figura 14 – Micrografía de la muestra con recocido de ablandamiento hasta 290 °C y temple, con un 85,7 % de deformación acumulada, 200x.

Una vez finalizado el proceso, puede destacarse la influencia que tenía la fase T1, según su morfología, sobre la respuesta del material a la deformación, ya que, si bien a nivel microestructural se percibe la esperable direccionalidad en función del trabajado, en terminados de sanidad de la chapa obtenida, existe una gran diferencia para mejor, de la chapa procedente del tratamiento térmico de recocido de ablandamiento modificado respecto de la original con recocido de ablandamiento con enfriamiento lento. En la figura 15 se presentan fotografías de las superficies de ambas chapas.

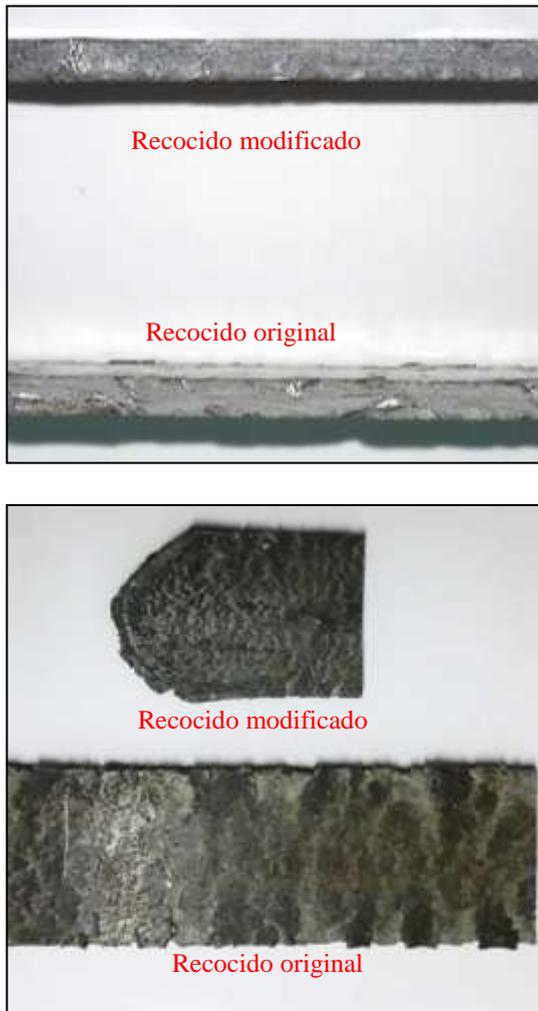


Figura 15: Terminación Superficial de las muestras deformadas a 440 °C hasta 4 mm con recocido de ablandamiento tradicional y con recocido de ablandamiento hasta 290 °C y temple.

4.1. Evaluación de dureza

Con el objetivo de conocer el efecto de cada una de las variables de proceso diferentes sobre las que se ha intervenido a lo largo de esta etapa, se llevó a cabo un control permanente sobre las propiedades mecánicas del material, tomando como variable representativa el valor de dureza Brinell que exhibía cada una de las distintas condiciones bajo estudio. Las evaluaciones de dureza se hicieron con un penetrador de 5 mm y 250 kg de carga.

Tabla 2 – Valores de dureza Brinell promedio

Condición	Dureza Brinell promedio
Como colada	96,35
Homogeneizada (H)	85,63
H y Deformada a 440 °C hasta 29 mm	69,5
Recocido de ablandamiento (RA)	73,67
RA y Deformada a 440 °C hasta 4 mm	69,03
Recocido de ablandamiento y temple (RAT)	57,90
RAT y Deformada a 440 °C hasta 4 mm	74,70

Como puede apreciarse en la tabla anterior, a través de la deformación plástica en caliente no se ven altamente modificados los valores de dureza, ya que en esta instancia compiten los procesos de la disolución de la fase T1 y la deformación que sufre la matriz al alojar en ella los elementos de dicha fase.

Con respecto a los tratamientos térmicos efectuados, puede observarse como al realizar recocidos de ablandamiento baja considerablemente la propiedad dureza y como al hacer un temple a los 290 °C queda en una condición más blanda que si se permite la formación de la fase T1 en forma acicular en el interior del grano.

4. CONCLUSIONES

Debido a la microestructura que forma la aleación AA2195 cuando se le realiza un recocido de ablandamiento tradicional no es replicable la experiencia en deformación plástica estudiada para aleaciones de aluminio de alta resistencia estudiadas previamente como ser, AA2219 o AA2319, la cual consistía en deformar plásticamente el material luego de efectuarle al material el tratamiento antes mencionado.

Se observó a través de su microestructura que efectuando un temple a la aleación a 290 °C luego de un recocido de ablandamiento no se encuentra la fase en el interior del grano en forma acicular que no favorece la deformación.

Se encuentran mejores terminaciones superficiales en muestras deformadas plásticamente en caliente con tratamiento térmico

de recocido de ablandamiento modificado a la laminación en caliente del material. Esto se manifiesta principalmente, en el estado físico de las placas laminadas, donde para valores comparables de deformación acumulada, el material con recocido de ablandamiento y enfriamiento rápido presenta un estado de sanidad superior al que no cuenta con esta variante en el recocido. Si bien a nivel microestructural no se observan grandes diferencias (dejando de lado la presencia o no de la fase T1 en forma de estructura acicular en el interior de los granos), a nivel macroscópico en la figura 15 se pone de manifiesto. De esta manera, resulta claro que la morfología de esta fase (T1) en la microestructura tiene una influencia directa en la capacidad del material de asimilar la deformación plástica, obteniéndose resultados de calidad superior, cuando se evita su presencia en forma de placas en el interior de los granos del material.

Los valores de dureza evaluados pueden explicarse con la competencia que existe entre los procesos de la disolución de la fase T1 y la deformación que sufre la matriz al alojar en ella los elementos de dicha fase.

5. AGRADECIMIENTOS

Se destaca que los inicios de las investigaciones realizadas en aleaciones de aluminio de alta resistencia fueron a través de un convenio entre integrantes del ProInTec I&D de la Facultad de Ingeniería de la UNLP y VENG – CONAE. Si bien actualmente, por decisiones políticas, no existe financiación para este proyecto de investigación se agradece la iniciativa que se tuvo por parte del sector en querer impulsar los estudios de estas aleaciones que actualmente no se efectúan por la industria nacional y son sólo un grupo muy pequeño en el planeta que los desarrollan. Gracias a ese primer impulso actualmente desde un sector de la Argentina se pueden continuar estudiando, no de manera tan sistemática como antes por la falta de financiamiento pero sí desde la convicción de querer una industria de punta en la Argentina.

REFERENCIAS

- [1] A.Hekmat-Ardakam, E.M. Elgallad. **Microstructural evolution and mechanical properties of as – cast and T6-treated AA2195 DC cast alloy.** (2012)
- [2] Ana Laura Cozzarín, Juan Lacoste, Danilo Vucetich, Daniel Tovio, Alfredo Gonzalez. **Control del tamaño de grano en procesos termomecánicos de aleaciones de aluminio de alta resistencia.** Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET/IBEROMAT/MATERIA 2014. Santa Fé, Argentina, 21–24 de Octubre de 2014. ISBN 978-987-692-043-8
- [3] Lacoste, Juan L., Cozzarín, Ana L.; González, Alfredo C. **Estudio de Aleación de Aluminio de Alta Resistencia.** Terceras Jornadas de Investigación, Transferencia y Extensión. La Plata, Argentina. 20 al 22 de Abril de 2015. ISBN 978-950-34-1189-6
- [4] P.S. Chen - B.N. Bhat. **Time-Temperature-Precipitation Behavior in Al-Li Alloy 2195** NASA/TM--2002-211548